奥氏体化温度对中碳淬火-配分钢干滑动摩擦磨损性能的影响

杨继兰 [1] 蒋元凯 [1] 顾剑锋 [1] 郭正洪 [1] 陈海龑 [2]

1 上海交通大学材料科学与工程学院 上海 200240

2 上海海事大学海洋科学与工程学院 上海 201306

摘 要 以传统的淬火-回火试样作对比，研究了 3 种奥氏体化温度处理后淬火-配分中碳 Fe-0.4C-1.5Mn-1.5Si 钢试样的干滑动摩擦磨损性能。结果表明，860 和 1000 °C 全奥氏体化处理的 2 种淬火-配分试样中残余奥氏体的含量相近(体积分数分别约为 14.37%和 13.79%)，其内的 C 浓度较高(质量分数分别为 1.37%和 1.38%)，机械稳定性较强。在恒定低载荷(50 N)和恒定低滑动速度 (40 mm/s)条件下，摩擦过程中不易诱发马氏体相变，导致 2 种试样的耐摩擦磨损性能均很低。受显微组织细化影响，奥氏体化温度较低的试样具有更高的耐磨性。当奥氏体化温度降低到 800 °C 时，获得临界淬火-配分试样。显微组织分析表明，该试样中不仅包含少量的铁素体(体积分数约 6.75%)，而且存在最高含量的残余奥氏体(体积分数约 22.28%)，使得在 4 组试样内的显微硬度值最低。但由于低的 C 浓度(质量分数约 1.06%)，残余奥氏体的机械稳定性较弱，在摩擦过程中易诱发马氏体相变，不仅贡献额外的硬化，而且马氏体相变体积膨胀引起的材料表面层压应力对提高耐磨性也有利，由此导致临界淬火-配分试样表现出最好的耐磨损性能。因此，在给定的摩擦参数条件下，残余奥氏体对马氏体钢耐磨性的影响主要决定于其在摩擦过程中是否能经相变而引起附加的硬化作用。

关键词 中碳淬火-配分钢，干滑动摩擦，摩擦磨损，残余奥氏体，马氏体相变

中图法分类号 TG706 **文章编号** 0412-1961(2017)00-0000-00

Effect of Austenitization Temperature on the Dry Sliding Wear Resistance of a Medium Carbon Quenching and Partitioning Steel

YANG Jilan [1], JIANG Yuankai [1], GU Jianfeng [1], GUO Zhenghong [1], CHEN Haiyan [2]

1 School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China

2 College of Ocean Science and Engineering, Shanghai Maritime University, Shanghai 201306, China

Correspondent: GUO Zhenghong, associate professor, Tel: (021)34203743, Email: zhenghongguo@sjtu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No. 51071101)

Manuscript received 2017-04-14，in revised form 2017-06-21

ABSTRACT The quenching and partitioning (Q&P) process is a promising method to create novel martensitic steels with improved balance of strength and ductility by retaining considerable amount of austenite in martensitic matrix. This kind of microstructure provides suitable condition to study wear and abrasion mechanism since the effect of retained austenite on the wear property of martensitic steel is still controversial by now. Selecting traditional quenching and tempering (Q&T) sample with identical composition Fe-0.4C-1.5Mn-1.5Si as reference, the dry sliding wear property of Q&P samples with different austenitization temperatures was studied. The results show that the volume fraction of retained austenite in Q&P samples with full austenitization at 860 or 1000 °C respectively is nearly the same (about 14.37% in the former and about 13.79% in the later), and the corresponding carbon concentration (mass fraction) in retained austenite is relatively high (1.37% in the former and 1.38% in the later). Under the conditions of low loading (50 N) and slide speed (40 mm/s), it is not easy to induce martensitic transformation because of very strong mechanical stability, leading to the low friction and wear resistance of

资助项目 国家自然科学基金项目 No. 51071101

收稿日期 2017-04-14 **定稿日期** 2017-06-21

作者简介 杨继兰，女，1987 年生，博士

通讯作者 郭正洪，zhenghongguo@sjtu.edu.cn，主要从事先进高强度钢的组织与调控

DOI 10.11900/.0412.1961.2017.00129

samples. The slight better wear resistance of samples with low austenitization temperature can be attributed to microstructural refinement. When the austenitization temperature was 800 °C, the intercritical Q&P samples were obtained. Microstructure analysis indicates there exist the highest volume fraction of retained austenite (about 22.28%) and a small volume fraction of ferrite (about 6.75%) in martensitic matrix, which results in the lowest microhardness among present four kinds of samples. However, the mechanical stability of retained austenite in this kind of sample is weak due to the low carbon concentration (about 1.06%). The obvious martensitic transformation accompanying sliding wear contributes to extra hardening and provides additional compressive stress on the touching surface caused by volume expansion. Therefore, the intercritical Q&P samples exhibit the best wear resistance. Based on the experimental results, it is true that the mechanical stability instead of the amount of retained austenite in martensitic steel plays critical role in improving wear resistance.

KEY WORDS medium carbon quenching-partitioning steel, dry sliding wear, wear and abrasion, retained austenite, martensitic transformation

2003 年，Speer 等[1]基于限制性 C 配分的热力学理论提出新型的淬火-配分(Quenching and partitioning, Q&P)热处理工艺，即将钢奥氏体化后先快速冷却至马氏体相变开始温度(Martensite start temperature, M_s)至结束温度(Martensite finish temperature, M_f)之间的某一合适温度形成绝大部分的马氏体，然后在该温度或高于该温度保温一段时间，使 C 由过饱和的马氏体扩散至未转变的奥氏体内，最后再淬火到室温获得较高含量的富 C 残余奥氏体[2]。在 Q&P 钢中，硬相马氏体基体保证了钢的强度，软相残余奥氏体提高了钢的塑性，因此 Q&P 钢具有优异的强塑性配合[3~8]。另一方面，因采用常规的 C、Mn、Si 等作为合金元素，Q&P 钢的生产成本较为低廉，可进行广泛的工程应用开发，替代先前处理工艺复杂或成本较高的零部件用钢[8]。

含一定量 Mn 和 Si 的中高碳马氏体钢的一个重要应用是作为耐摩擦磨损材料[9~12]。研究表明，马氏体钢中的显微组织特征将对材料的磨损机制产生影响。由于 Q&P 钢的马氏体基体间存在较高含量的残余奥氏体，其摩擦磨损行为必然与传统的淬火-回火(quenching and tempering, Q&T)钢不同。对于马氏体钢中的残余奥氏体，一般认为[13]其存在降低了材料的硬度，导致试样的耐磨性随软相残余奥氏体含量的增加而下降。另外的观点[9~18]则认为，残余奥氏体在摩擦应力作用下会诱发马氏体相变，产生额外的硬化效果，提高试样的表面硬度，反而有利于钢的耐磨性。例如 Wei 等[17]发现相变诱发塑性(transformation induced plasticity, TRIP)钢中的亚稳残余奥氏体对提高钢的耐磨性是非常有利的。第三种观点[12,18~21]则认为残余奥氏体的含量对马氏体钢耐磨性的影响可以忽略。例如，Argues 等[20]在碳氮共渗钢中发现，当试样中残余奥氏体含量较高时，虽然硬度很低，但由于摩擦时会诱发马氏体相变提高摩擦表面层的硬度以利于耐磨性，而当试样中残余奥氏体含量较低时，本身硬度很高，摩擦时马氏体相变诱发效应不显著，反而由于升温导致原先的马氏体基体存在回复软化现象。综合评估，残余奥氏体含量不同的 2 种钢其耐磨性相近。因此，目前关于残余奥氏体对马氏体钢耐摩擦磨损性能的作用存在分歧。

在上述研究中，新近开发的 Q&P 和淬火-配分-回火(quenching-partitioning-tempering, Q-P-T)钢的情况也被提及，但研究主要集中于低碳或高碳范围的冲击磨损[9~11]或搅拌振动磨损[12]，外加载荷存在瞬时性且峰值较高。其次，研究 Q&P 试样时以贝氏体试样为对比，未采用传统的 Q&T 试样作为参照[12]。而在研究 Q-P-T 试样时则难以隔离碳化物的影响[11]。故这些工作不能很好突出 Q&P 试样中残余奥氏体的作用。基于上述原因，本工作以传统的 Q&T 试样作为参照，通过改变奥氏体化温度对中碳 Fe-0.4C-1.5Mn-1.5Si 钢分别进行临界奥氏体化和全奥氏体化 Q&P 处理，以调节试样的显微组织。通过干滑动摩擦磨损实验研究恒定低载荷情况下试样的磨损行为及其原因，揭示磨损机制，期望对中碳 Q&P 钢在服役环境下的摩擦磨损形式提供一定的理论支持。

1 实验方法

实验所用为厚 20 mm 的热轧板，其名义化学成分为 Fe-0.4C-1.5Si-1.5Mn (质量分数，%)。利用 Gleeble 3500 热模拟试验机通过热膨胀法测得相变特征温度分别是：奥氏体转变结束温度(Ac_3)为 828 °C，M_s 和 M_f 分别为 303 和 122 °C。经线切割获得 4 片 100 mm×100 mm×11 mm 的试块，分别随炉加热到 800 °C (1

片)、860 °C (2 片)和 1000 °C (1 片)保温 10 min。其中在 860 °C 奥氏体化的 1 片试样直接水淬到室温，然后再在 420 °C 的盐浴炉中保温 2 min 获得 Q&T 860 试块。另外 3 片则从高温浸入 240 °C (淬火终止温度)的盐浴炉中保温 1 min，再转入 420 °C 盐浴炉中保温 2 min 进行配分，最后水淬到室温获得不同的 Q&P 试块：Q&P 800、Q&P 860 和 Q&P 1000。其中淬火终止温度和配分温度的选取依据见文献[7]。

采用 UMT TriboLab™ 摩擦磨损仪进行球/盘式线性往复滑动摩擦磨损实验。试样尺寸为 20 mm×20 mm×10 mm 的方块，经磨制抛光后与直径 8 mm 的碳化钨钢球对摩。实验过程中方块固定不动，与之直接接触的钢球往复滑动。实验参数为：加载载荷 50 N，往复频率 2 Hz，往复行程 20 mm，滑动速度 40 mm/s 和磨损行程 144 m。由于实验参数不变，故每种试样均以磨痕体积表示磨损量 V(mm^3)，稳态摩擦系数μ和磨损量 V 取 3 次实验的平均结果。在求取磨痕体积时为获得更为精确的结果，采用 Bruke Contour GT-1 白光干涉三维光学显微镜测量磨痕的截面轮廓。

经 4%硝酸酒精腐蚀后，试样的显微组织在 Imager A1m 正置金相显微镜(OM)和 LYRA3 型 TESCAN 扫描电子显微镜(SEM)上进行观察。同时，该 SEM 也用于观察表面磨痕形貌，其附带的能谱仪(EDS)用于分析磨屑的化学成分。从磨损表面平行切下约 0.3 mm 厚度的薄片，将磨损表面清理干净并用 AC 纸覆盖保护以从背面(切割面)磨制透射电子显微镜(TEM)观察的样品，然后采用 5%的高氯酸酒精在-20 °C 左右电解双喷，最后用 Leica EM RES 102 离子减薄仪轰击约 10 min 以去除表面腐蚀产物。所制备的样品在 JEOL 2100F-TEM 上观察，加速电压为 200 kV。

残余奥氏体含量的测定在 D/Max-2550/PC 型 X 射线衍射仪(XRD)上进行。采用 Cu 靶，工作电压为 35 kV，工作电流为 20 mA，扫描角度为 40°~105°，扫描速率为 2°/min。对获得的 XRD 数据用对比法进行计算，即先求得马氏体(α)和奥氏体(γ)两相的相关系数 C^γ 和 C^α，由公式(1)计算残余奥氏体的体积分数(f_γ)[22]:

$$f_\gamma = \frac{1}{1+\frac{I^\alpha C^\gamma}{I^\gamma C^\alpha}} \tag{1}$$

式中，I^α和 I^γ分别是马氏体衍射峰和奥氏体衍射峰的积分强度。选取马氏体的$(200)_\alpha$、$(211)_\alpha$峰和奥氏体的$(200)_\gamma$、$(220)_\gamma$和$(311)_\gamma$峰进行组合配对，然后求取残余奥氏体含量的平均值。同时，利用$(111)_\gamma$衍射峰的位置求出残余奥氏体的点阵常数 a^γ(nm)，根据公式(2)[23]：

$$a^\gamma=0.3547+0.0046\, x^\gamma \tag{2}$$

求得其中的 C 浓度 x^γ (质量分数，%)。再根据质量守恒可求得马氏体中的 C 浓度 x^α(质量分数，%)。

使用 402 SXV 显微维氏硬度计对试样磨损实验前后的表面硬度进行测量，加载载荷为 9.8 N，加载时间为 15 s。

2 实验结果

2.1 显微组织分析

图 1 为不同热处理后试样的 OM 像，其基体为马氏体。其中，由于奥氏体化温度低于 Ac_3，Q&P 800 试样中存在块状分布的白色铁素体，面积占比约为(5.51±0.3)%(图 1b)。由此估算得到体积分数约为 6.75%，与用 Thermo-Calc 软件计算得到的结果相近。而在其它 3 个样品中，因奥氏体化温度均高于 Ac_3，显微组织中没有发现铁素体，且因残余奥氏体量较低，金相观察难以分辨，所以均显示典型的马氏体组织。仅因 Q&P 1000 的奥氏体化温度较高，由此形成的板条特征更为明显，马氏体尺寸更大。

在摩擦实验前，利用 XRD 测量获得的$(200)_\alpha$、$(211)_\alpha$、$(200)_\gamma$、$(220)_\gamma$和$(311)_\gamma$衍射峰(图 2)，采用对比法[22]计算出 Q&P 试样中残余奥氏体的体积分数分别约为 22.28%(Q&P 800)、14.37%(Q&P 860)和 13.79%(Q&P 1000)。而 Q&T 860 试样中并未测得有效的奥氏体衍射峰，估计残余奥氏体的含量应该低于 3%，可基本忽略不计。由于 Q&P 860 和 Q&P 1000 试样中的残余奥氏体含量大致相近，表明原奥氏体的晶粒尺寸差异并不显著改变相变动力学，这与 Huang 等[24]在低碳试样中发现的结果一致。Q&P 800 试样在 800 °C 等温时形成贫 C 铁素体与富 C 奥氏体的双相组织。富 C 的奥氏体 M_s 温度低，导致随后的淬火-配分处理能形成更多的残余奥氏体。经计算，这些残余奥氏体中的 C 浓度 x^γ分别为(1.06±0.01)% (Q&P 800)、(1.37±0.02)% (Q&P 860)和(1.38±0.02)% (Q&P 1000)，即引入铁素体的 Q&P 800 试样中残余奥氏体的 C 浓度很低。

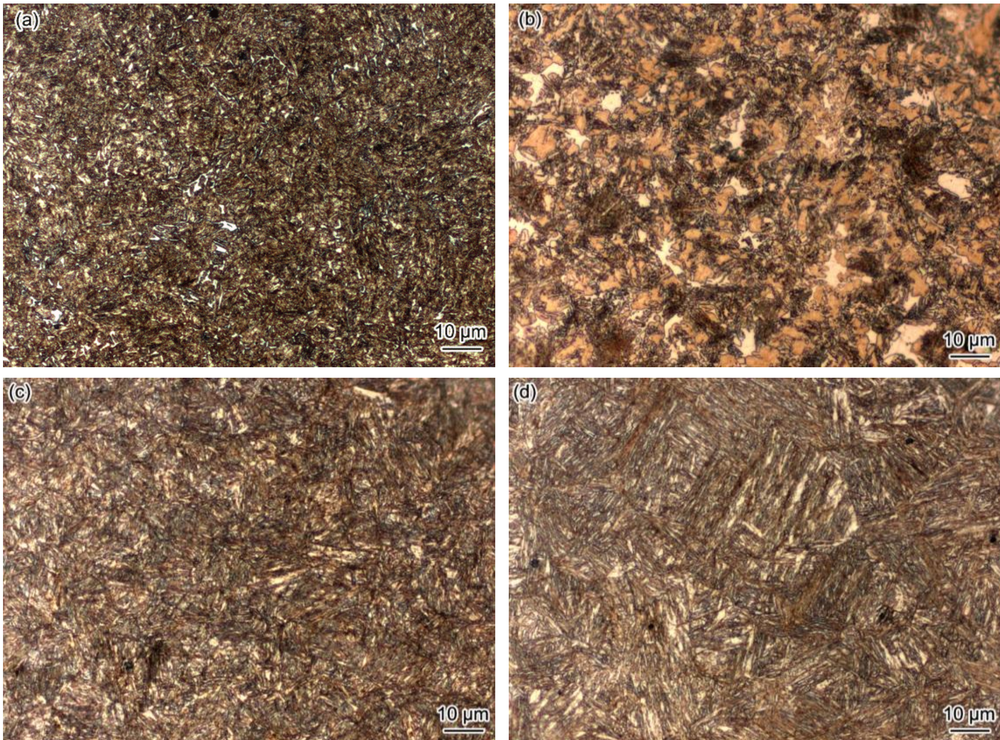


图 1 4 个试样的 OM 像

Fig.1 OM images of Q&T 860 (a), Q&P 800 (b), Q&P 860 (c) and Q&P 1000 (d) specimens, respectively

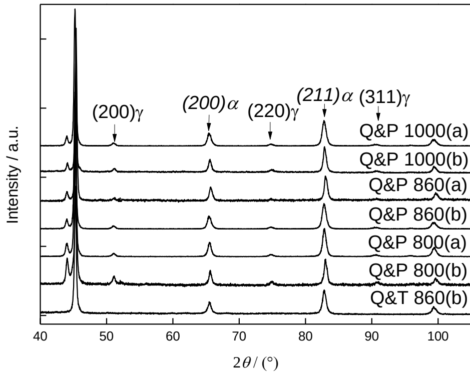


图 2 磨损实验前后试样的 XRD 谱

Fig.2 XRD spectra of specimens before (b) and after (a) wear test

如表 1 所列，摩擦实验前 4 组试样中 Q&T 860 的显微硬度值最高，达 546 HV，而 Q&P 800 的硬度则低至 334 HV。Q&P 860 和 Q&P 1000 的硬度相近且介于 Q&T 860 和 Q&P 800 之间，分别为 452 和 449 HV。这一结果与上述显微组织分析一致，即软相铁素体与奥氏体的增加导致试样的硬度降低。

表 1 摩擦磨损实验前后试样的显微硬度值

Table 1 The hardness of specimens before and after wearing tests

Specimen	Before / HV	After / HV
Q&T 860	546	527
Q&P 800	334	419
Q&P 860	452	434
Q&P 1000	449	420

2.2 干滑动摩擦磨损性能测试

图 3a 为 4 组试样的动态摩擦系数随时间的变化规律，其稳态期对应的平均摩擦系数列于表 2。由图 3a 可看出，4 组试样的瞬时摩擦系数均先迅速升高再迅速降低，然后逐渐上升到某一数值附近上下波动。这与摩擦过程试样表面的变化有关。一般而言，由于试样和对磨球的表面都不处于完全平整的状态，表面存在大量能阻碍相对滑动的微凸体。摩擦刚开始时两者的接触面积小，突然施加的载荷会造成试样表面发生剧烈变化，通过破坏微凸体的方式克服阻碍。这一阶段的摩擦显示磨合期的特征，摩擦系数急剧增加，单位时间的磨损量较高[25]。之后，由于磨合期产生的部分磨屑堆积在试样表面起着润滑作用，使得摩擦系数有所下降。同时，随着摩擦磨损的进行，温度上升，材料接触表面出现软化，也使得摩擦系数下降。随着摩擦接触面积的增大，叠加部分磨屑扮以磨料的效果，均增加了试样表面的摩擦系数并逐渐趋于稳定，磨损速度也趋近平缓，此时磨损进入稳态期。但值得注意的是，Q&P 860 和 Q&P 1000 两组试样在磨合期的最大摩擦系数均高于稳态期。在稳态期它们的平均摩擦系数较为接近，约为 0.56；反之，Q&P 800 试样稳态期的摩擦系数与磨合期的最大摩擦系数基本相同，约为 0.79。此外，这个数值也是 4 组样品中最大的；而对于 Q&T 860 试样，稳态期的摩擦系数则远高于磨合期的最大摩擦系数。在稳态期，Q&T 860 试样的平均摩擦系数略低于 Q&P 800。这一结果表明，不能仅以材料基体的硬度来推测摩擦系数及耐磨性[25,26]。

图 3b 为 4 个试样磨痕的侧面轮廓图，其中 X 为磨痕宽度，Y 为磨痕长度(10 mm)，Z 为磨痕深度，根据公式(3)可计算出磨痕体积，即试样的磨损量 V:

$$V=\frac{(Y)\times(Z)\times[3(Z)^2+4(X)^2]}{6(X)} \tag{3}$$

由表 2 可知，V 的大小顺序为：Q&P 800<Q&T 860<Q&P 860<Q&P 1000，即耐磨性依次下降。这一结果表明，尽管存在最高含量的残余奥氏体和少量的铁素体，Q&P 800 试样的耐磨性反而超过 Q&T 860 试样。同时，对比 Q&P 860 和 Q&P 1000 试样的 μ 和 V 也说明细化原奥氏体晶粒导致强化，客观上利于提高耐磨损性，但 Q&P 860 的耐磨损性仍远低于 Q&P 800。

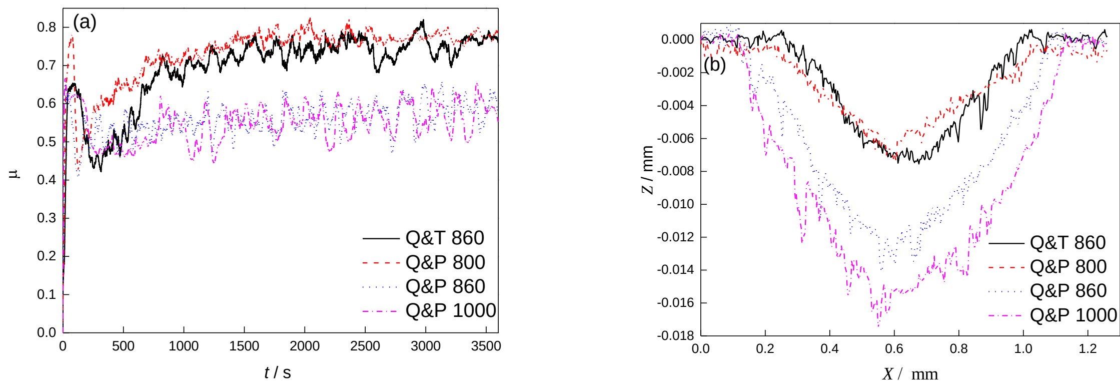


图 3 试样的摩擦系数随时间的变化曲线和试样的磨损体积轮廓图

Fig.3 Variations of friction coefficient (μ) of four specimens with time (t) (a), and the profile of cross-sectioned worn surfaces of four specimens (b) (X is the width of worn surface, Z is the depth of worn surface)

表 2 试样的摩擦磨损性能

Table 2 The friction and wearing performance of four kinds of specimens

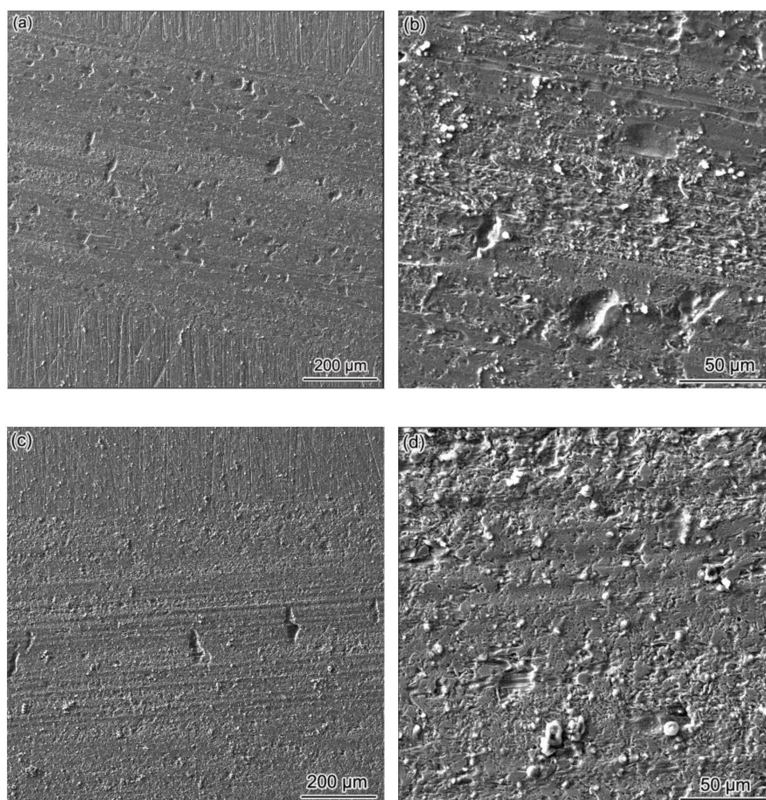
Specimen	μ	V (mm^3)
Q&T 860	0.77	3.61×10^{-2}
Q&P 800	0.79	2.90×10^{-2}
Q&P 860	0.57	7.95×10^{-2}
Q&P 1000	0.55	10.51×10^{-2}

Note: V—wearing volume

图 4 为摩擦磨损实验后 4 组试样的表面磨痕形貌。初步判别，Q&P 800 试样在摩擦过程中接触面的变化更接近于 Q&T 860，这与上述 2 者近似相同的摩擦系数μ对应，即在稳定期，Q&P 800 和 Q&T 860 一样，均以较硬的表面状态与对摩球接触。而 Q&P 860 和 Q&P 1000 的形貌则更为相似，同样对应于上述它们相近的摩擦系数μ，表明这 2 种试样的摩擦磨损机制几乎相同。

图 4a 和 c 可看出，Q&T 860 和 Q&P 800 两组试样表面均为带有微凹坑的浅犁沟形貌，表明材料的损伤流失是以塑性去除为主、脆性断裂去除为辅的磨粒磨损机制。放大后的图 4b 和 d 表明，Q&P 800 试样的塑性去除更严重，而 Q&T 860 的脆性剥落坑则更多些。同时，在磨损表面均弥散分布着少量白色粒状物，EDS 分析表明为 Fe 的氧化物(图 4i)。由此断定，Q&P 800 和 Q&T 860 试样均为以磨粒磨损为主，伴有少量氧化磨损的混合磨损机制。

由图 4e 到 h 可知，Q&P 860 和 Q&P 1000 试样表面形貌则为不连续的、具有微切(凿)削痕迹的深宽犁沟形貌，表明摩擦过程中 2 组试样的塑性形变十分严重。图 4j 为 Q&P 860 试样磨损后对磨球表面凸出物的 EDS 分析。结果表明，这些凸出物含有 Fe、C、Mn、Si 和 O 等元素，说明凹坑中的材料被转移到对磨球的表面，即存在粘着磨损的情况。其原因在于磨损过程中，实际接触面积远比名义接触面积小，在载荷作用下峰点接触处的应力能达到材料的屈服极限而产生塑性形变。由于接触点的金属处于塑性流动状态，在摩擦接触点可能产生瞬时高温，使接触的 2 种金属产生粘着。由于对磨球比试样硬度高，可能的粘着物剪断易发生在试样一侧，从而在试样表面留下凹坑，对磨球表面产生粘着凸出物[27,28]。此外，从放大后的图 4f 和 h 发现，相对于 Q&P 860 试样，Q&P 1000 表面的氧化物数量更多、尺寸更大，其氧化磨损更严重。因此，Q&P 860 和 Q&P 1000 试样的磨损机制为磨粒磨损和粘着磨损为主，同时伴有(严重)氧化磨损的混合磨损机制。



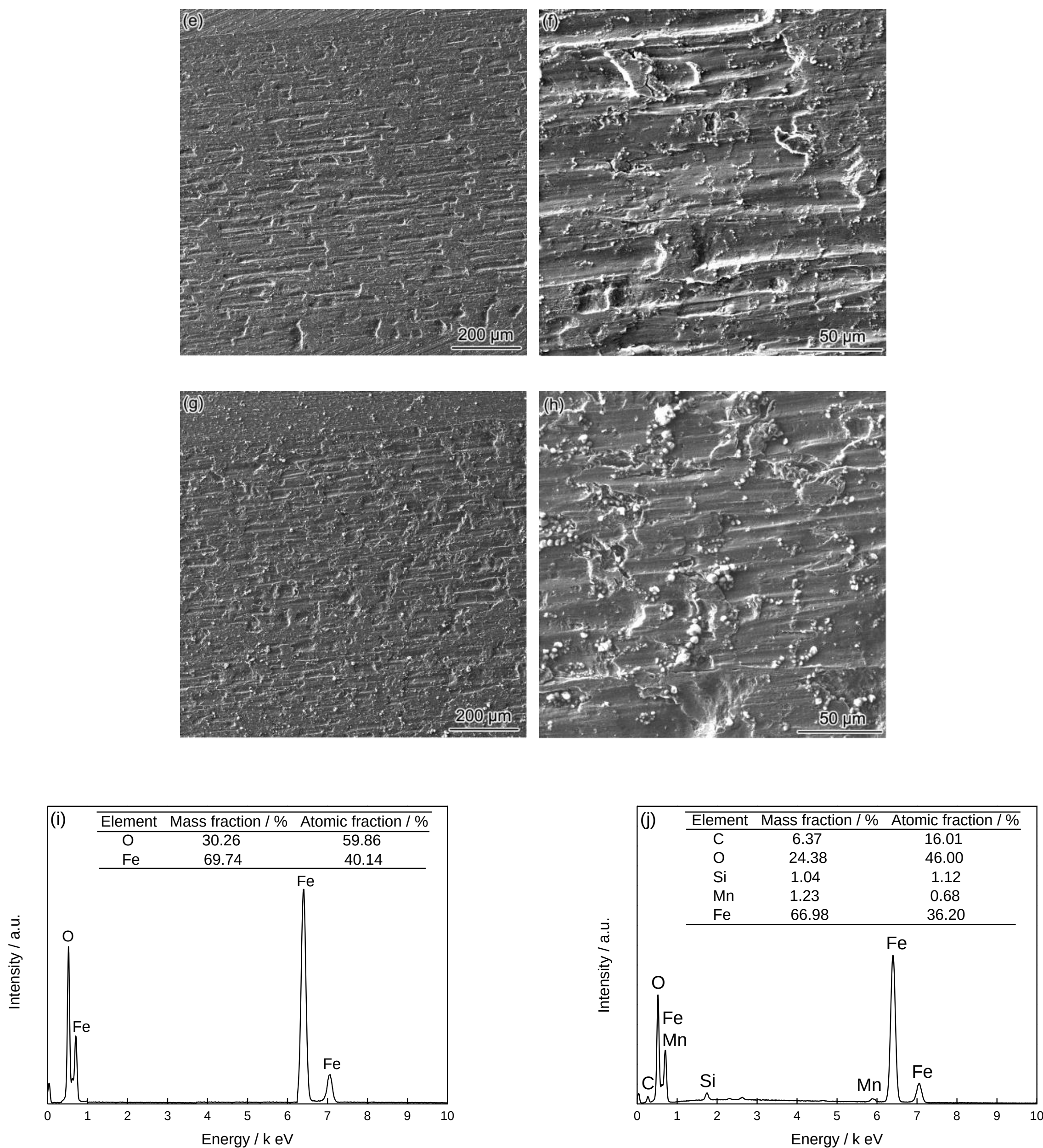


图 4 4 组试样的表面磨痕形貌图及 EDS 谱

Fig.4 Low (a, c, e, g) and high (b, d, f, h) magnified wearing morphologies of Q&T 860 (a, b), Q&P 800 (c, d), Q&P 860 (e, f), Q&P 1000 (g, h) specimens, EDS of the abrasive grain on the wearing surface of Q&T 860 specimen (i), EDS of the protrusion on the surface of the ground ball after wearing with Q&P 860 specimen (j)

为了更深入地判别摩擦磨损特征，利用 4%硝酸酒精腐蚀了摩擦实验后试样的接触表面，并用 SEM 观察了显微组织，如图 5 所示。同时对磨痕处进行了显微硬度测量，3 次测量后的平均值见表 1。

从图 5a 和 b 可以发现，Q&T 860 和 Q&P 800 试样表面存在大小不一的微凹坑，但前者微凹坑内有明显的裂纹，且周围的形变特征非常不明显，基本与远离微凹坑区域的形貌一致。微凹坑附近的显微硬度值稍低于摩擦前基体的硬度值，约为 527 HV，表明 Q&T 860 试样内的马氏体在摩擦期间并未发生明显的塑性形变，主要磨损机制为以脆性脱落为主的磨粒磨损。而 Q&P 800 试样磨损表面的微凹坑尺寸明显比 Q&T 860 试样的小，里面几乎不存在裂纹，即 Q&P 800 试样对脆性断裂的抑制明显优于 Q&T 860 试样。对比图 5a、c 和 d 中的不同形貌，这应该主要源于铁素体的增塑作用。从试样的表面浮凸判断，靠近微凹坑的浮凸尺寸较小，而远离微凹坑周围的浮凸尺寸较大，表明它们在摩擦过程中经受了程度不同的形变。微凹坑

附近的显微硬度约为 430 HV，不仅高于远离微凹坑区域的 419 HV，更远高于摩擦前的 340 HV，反映出摩擦过程中试样表面存在加工硬化现象使得硬度提高，进而有利于增加耐磨性。

图 5c 和 d 表明 Q&P 860 和 Q&P 1000 试样的磨面均为断续的微切削和微凹坑形貌，微切削的整体方向平行于滑动方向，宽度在 2~5 μm 之间。高密度的微切削说明摩擦过程中 2 组试样表面极易发生塑性形变和损伤，但后者的微切削宽度更大，且微切削和微凹坑周边有明显的开裂迹象，表明该试样的抗磨损性能更低。2 种试样微切削附近的显微硬度值分别为 434 和 420 HV，与远离微切削区域的显微硬度大致相等，均低于摩擦前基体的硬度值，表明摩擦过程中 2 组试样表面都不会发生显著的加工硬化行为。

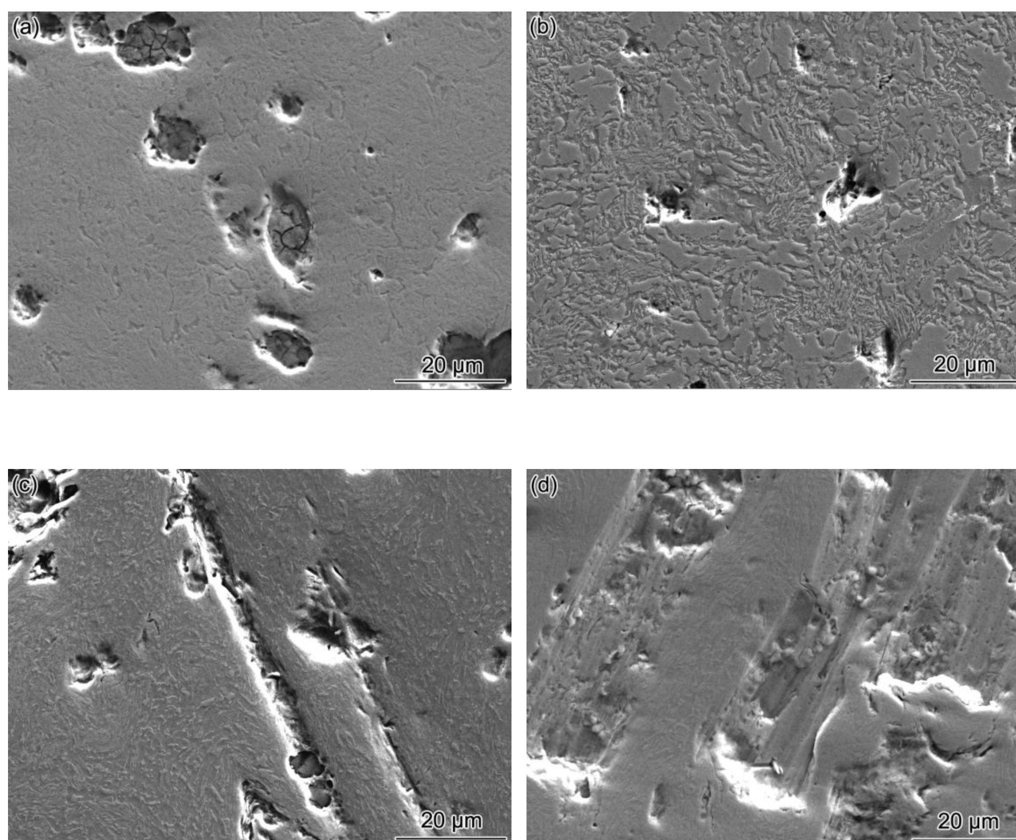


图 5 4 组试样磨损实验后磨面的显微组织特征

Fig.5 The microstructural features of worn surface of Q&T 860 (a), Q&P 800 (b), Q&P 860 (c) and Q&P 1000 (d) specimens after wearing tests

忽略铁素体，Q&P 800 试样的 TEM 明场像显示主要为板条马氏体结构，如图 6a 所示。以操作矢量 **g**=$\bar{1}\bar{1}1_{\gamma}$ 获得的中心暗场像(图 6b)表明在该试样中存在高比例的条间残余奥氏体。SAED 谱表明残余奥氏体与板条马氏体间存在 K-S (($[011]_{\gamma}//[\bar{1}11]_{\alpha}$、$(\bar{1}1\bar{1})_{\gamma}//(101)_{\alpha}$)或 N-W($[011]_{\gamma}//[001]_{\alpha}$、$(\bar{1}1\bar{1})_{\gamma}//(110)_{\alpha}$))取向关系(图 6b 右上角)。这些典型的显微组织特征已在其它 Q&P 钢中得到证实，差别仅在于残余奥氏体宽度(含量)不同[24]。

对摩擦后的试样仔细观察，发现除了磨损实验前的形貌外，在 Q&P 800 试样内还观察到了一些特殊的组织。SAED 谱分析和中心暗场操作(操作矢量 **g**=$2\bar{1}1_{\alpha}$)表明为 bcc 结构(图 6d)，但不显示块状铁素体和板条马氏体的特征，由此判定应该是孪晶(高碳)马氏体。这种马氏体呈细条状成簇平行排布，有台阶特征，已被确定为由形变诱发形成[29]。除此以外，在该马氏体簇的右下角(图中箭头所指)还存在高密度平行分布的类似滑移线的摩擦带，间接证实此区域在摩擦时经历了较大的塑性形变。

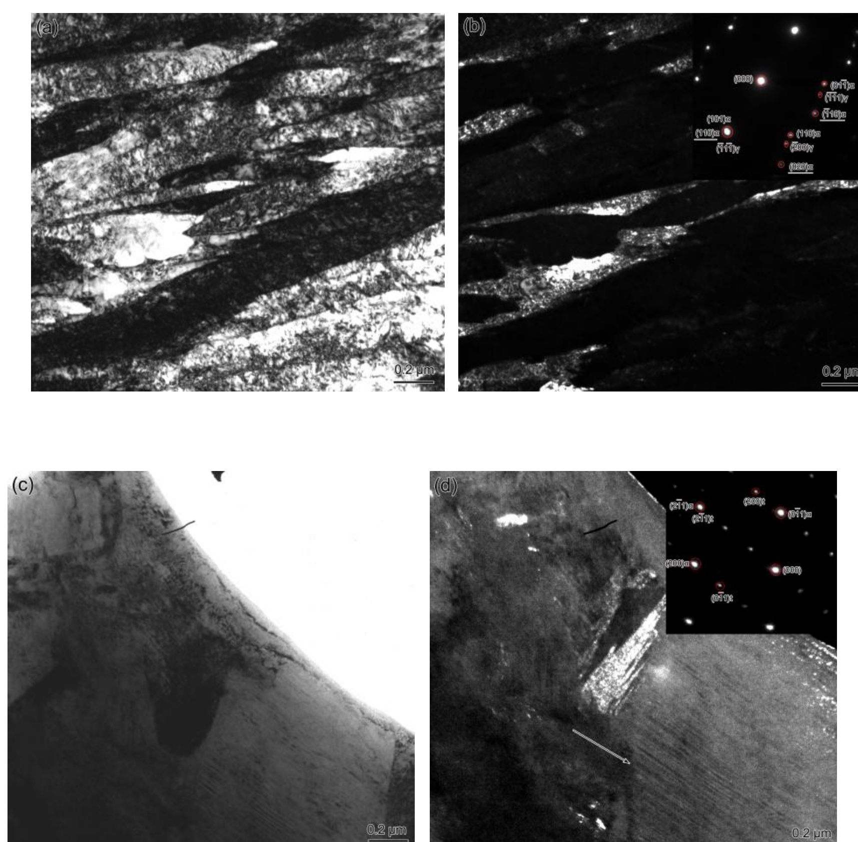


图 6 Q&P 800 试样磨损前后的 TEM 像和 SAED 谱

Fig.6 Bright (a, c) and central dark (b, d) field TEM images of Q&P 800 samples before (a, b) and after (c, d) wearing tests respectively (Insets show the SAED patterns)

3 分析讨论

采用传统的 Q&T 处理试样作参考，现有的实验结果表明，不同奥氏体化 Q&P 试样的摩擦磨损性能不完全决定于热处理能达到的显微硬度，即显微组织中存在一定量的软相不必然导致磨损性能的降低。其次，不同的显微组织影响了 Q&P 试样的磨损机制。具体而言，以磨损体积为衡量标准，当前的试样中，虽然显微组织细化的效应使得 Q&P 860 试样的耐磨损性能略高于 Q&P 1000 试样，但仍达不到 Q&P 800 试样的一半。而 Q&P 800 试样甚至表现出高于 Q&T 860 试样的耐磨损性。值得注意的是，在这 4 组试样中，Q&P 800 中硬相马氏体的含量最低，而 Q&T 860 试样中则几乎不存在软相。由于铁素体已被证明为不利于材料的耐磨损性能[30]，可以推知，残余奥氏体在摩擦时不同的形变和相变行为导致了 Q&P 800 与其它 2 种 Q&P 试样迥异的耐磨损性能。

首先，Q&P 860 试样的耐磨性低于 Q&T 860 试样。由前文的显微组织分析可知，2 组试样的主要区别在于 Q&P 860 试样内含有约 14.37% (体积分数，下同)的残余奥氏体。对比实验前后的硬度变化(表 1)，以及根据 XRD 谱(图 2)计算 Q&P 860 试样中残余奥氏体体积分数的变化(从 14.37%左右降低到 12.72%左右)可知，在目前的实验条件下，摩擦过程中 Q&P 860 试样接触表面并没有发生明显的马氏体相变。残余奥氏体仅作为软相参与摩擦，主要发生塑性形变和撕裂，没有发生相变硬化作用，其低的显微硬度对 Q&P 860 试样的耐摩擦磨损性能起着不利的作用，导致远低于 Q&T 860 试样的耐摩擦磨损性能。

其次，实验前后 Q&P 1000 试样的显微硬度(表 1)和残余奥氏体含量变化(从约 13.79%略微降低到约 11.91%)规律与 Q&P 860 试样相同，表明该试样中残余奥氏体在摩擦磨损过程中也主要是塑性形变与撕裂，未发生显著的马氏体相变。即 Q&P 860 和 Q&P 1000 试样耐磨损性只区别于马氏体显微组织的细化程度。众所周知，细化显微组织提高了粘着抗力，从而使得细晶 Q&P 860 试样的粘着磨损程度低于 Q&P 1000 试样(图 4)，耐磨性得以提升。

而临界区奥氏体化时，由于部分铁素体的形成，Q&P 800 试样中未转变奥氏体的 C 含量增加，导致低的 M_s 温度。当选用与 Q&P 860 相同的淬火终止温度 240 °C 时，转变形成的马氏体量较低，降低了能配分到残余奥氏体中的 C 含量。所以热处理结束后，残余奥氏体中的 C 浓度仅为约 1.06%，其机械稳定性低于 Q&P 860 试样中的残余奥氏体(C 浓度约 1.37%)。根据 C 原子质量守恒计算出 2 种试样中马氏体的 C 浓度近似相等(约 0.08%)。所以，在摩擦实验时，2 种试样中马氏体基体的耐磨损性应大致相同。根据表 1 中的硬度值和图 2 中 XRD 谱中衍射峰计算的残余奥氏体量，不同于 Q&P 860 试样，实验前后 Q&P 800 试样的显微硬度明显上升(从 334 增加到 419 HV)，其内残余奥氏体的体积分数明显下降(从约 22.28%下降到约 11.20%)。经 TEM 表征证实，在密集摩擦带的附近存在孪晶马氏体。这些证据均表明，Q&P 800 试样在摩擦过程中发生了明显的马氏体相变，接触表面发生硬化，以及点阵膨胀导致附加压应力，进而提升了试样的耐磨损性能并改变了磨损机制。因此 Q&P 800 试样中的残余奥氏体对耐磨损性能的贡献十分显著，不仅弥补了少量铁素体的不利作用，甚至使得 Q&P 800 试样的耐磨损性能超过 Q&T 860 试样。

由本工作可知，对于中碳 Q&P 钢而言，摩擦实验前材料的硬度与耐磨性并无直接关联。在低载荷条件下，软相残余奥氏体的稳定性而非含量才是影响耐磨损性能的主导因素。对 Q&P 材料耐摩擦磨损性能的评估不宜使用摩擦磨损实验前的硬度作为衡量指标，而应考虑在摩擦过程中是否会发生硬化效应。

当然，材料摩擦机制的变化还与工况条件密切相关，如外加载荷和滑动速度的变化均能影响残余奥氏体的稳定性。若加载的力过大可能使 Q&P 860 和 Q&P 1000 试样中的残余奥氏体也发生马氏体相变，同时较高的滑动速度可能引起摩擦表面升温过于明显，从而影响残余奥氏体的稳定性。因此为避免复杂性，本工作仅设计低载荷和低滑动速度条件下的摩擦磨损实验，其所得的结果应该具有一定局限性。

4 结论

(1) Q&P 860 和 Q&P 1000 试样具有最低的耐摩擦磨损性能，主要在于富 C 残余奥氏体较高的机械稳定性，使得其在摩擦过程中不易发生马氏体相变提供额外的硬化，仅作为软相参与摩擦，对耐磨性没有贡献。2 种试样略有差异的耐磨损性源自不同奥氏体化温度引起的细晶强化。

(2) 临界奥氏体化处理的 Q&P 800 试样中虽然含有更多量的残余奥氏体且还有少量铁素体，但由于残余奥氏体内的 C 浓度较低，机械稳定性较差，摩擦过程中更容易诱发马氏体相变导致额外的加工硬化和弛豫应力集中，从而显著提升试样的耐磨性，甚至高于 Q&T 860 试样。

参考文献

[1] Speer J G, Matlock D K, DeCooman B C, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation [J]. Acta Mater., 2003, 51: 2611

[2] Santofimia M J, Nguyen-Minh T, Zhao L, et al. New low carbon Q&P steels containing film-like intercritical ferrite [J]. Mater. Sci. Eng., 2010, A527: 6429

[3] Santofimia M J, Zhao L, Petrov R, et al. Microstructural development during the quenching and partitioning process in a newly designed low-carbon steel [J]. Acta Mater., 2011, 59: 6059

[4] Wang L, Speer J G. Quenching and partitioning steel heat treatment [J]. Metall. Microstruct. Anal., 2013, 2: 268

[5] Zhao C, Tang D, Jiang H T, et al. Process simulation and microstructure analysis of low carbon Si-Mn quenched and partitioned steel [J]. J. Iron Steel Res., 2008, 15: 82

[6] Speer J G, Rizzo Assuncao F C, Matlock D K, et al. The “Quenching and Partitioning” process: Background and Recent Progress [J]. Mater. Res., 2005, 8: 417

[7] Zhang K, Xu W Z, Guo Z H, et al. Effects of novel Q-P-T and traditional Q-T processes on the microstrucuture and mechanical properties of martensitic steels with different carbon content [J]. Acta Metall. Sin., 2011, 47:489

(张 珂，许为宗，郭正洪等. 新型 Q-P-T 和传统 Q-T 工艺对不同 C 含量马氏体钢组织和力学性能的影响. 金属学报, 2011, 47: 489)

[8] Weng Y Q, Dong H, Gan Y. Advanced Steels [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2011: 67

[9]Wang C Y, Shi J, Liu S, et al. Study on three-body impact-abrasion of steel treated by quenching-partitioning-tempering process [J]. Chin. J. Mater. Res., 2009, 23: 305
(王存宇, 时 捷, 刘 苏等. 淬火-配分-回火工艺处理钢的三体冲击磨损性能研究 [J]. 材料研究学报, 2009, 23: 305)
[10] Liu S G, Dong S S, Yang F, et al. Application of quenching-partitioning-tempering process and modification to a newly designed ultrahigh carbon steel [J]. Mater. Des., 2014, 56: 37
[11] Wang C Y, Li X D, Chang Y, et al. Comparision of three-body impact abrasive wear behaviors for quenching-partitioning-tempering and quenching-tempering 20Si2Ni3 steels [J]. Wear, 2016, 362-363: 121
[12] Hu F, Wu K M, Hodgson P D. Effect of retained austenite on wear resistance of nanostructured dual phase steels [J]. Mater. Sci. Technol., 2016, 32: 40
[13] Kim H J, Kweon Y G. The effects of retained austenite on dry sliding wear behavior of carburized steels [J]. Wear, 1996, 193: 8
[14] Riviere J P, Brin C, Villain J P. Structure and topography modifications of austenitic steel surfaces after friction in sliding contact [J]. Appl. Phys., 2003, 76A: 277
[15] Zandrahimi M, Bateni M R, Poladi A, et al. The formation of martensite during wear of AISI 304 stainless steel [J]. Wear, 2007, 263: 674
[16] Molinari A, Pellizzari M, Gialanella S, et al. Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steels [J]. J. Mater. Proc. Technol., 2001, 118: 350
[17] Wei X C, Li J, Meng H. Tribological characteristic of HSLA TRIP steel containing meta-stable retained austenite [J]. Tribology, 2006, 26: 49
(韦习成, 李 健, Meng Hua. 含亚稳残余奥氏体 HSLA TRIP 钢的摩擦磨损性能研究 [J]. 摩擦学学报，2006, 26: 49)
[18] Liu Y, Yu W P, Zhang J D, et al. Effect of deep cryogenic treatment on microstructure and mechanical properties of T8A steel [J]. Trans. Mater. Heat Treatment, 2010, 31(10): 48
(刘 勇，于文平，张金东等. 深冷处理对 T8A 钢组织和力学性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2010, 31(10): 48)
[19] Wu H Y. Study on friction-induced martensite transformation of retained austenite and its wear resistance [J]. Hot Work. Technol., 2007, 36: 32
(吴海燕. 残余奥氏体的摩擦诱发马氏体相变行为及其耐磨特性的研究 [J]. 热加工工艺, 2007, 36: 32)
[20] Arques J L, Prado J M. The dry wear resistance of a carbonitrided steel [J]. Wear, 1985, 103: 321
[21] Siepak J. The influence of contact stress on the wear of a carburized steel case with a high content of retained austenite [J]. Wear, 1982, 80: 301
[22] Jatczak C F. Retained Austenite and its Measurement by X-ray Diffraction [M]. Detroit: Society of Automotive Engineers, Inc., 1980: 6
[23] Xiong Z L, Cai Q W, Jiang H T, et al. Research on mechanical stability of austenite in TRIP steels [J]. J. Mater. Eng., 2011, 3: 11
(熊自柳，蔡庆伍，江海涛等. TRIP 钢中奥氏体的力学稳定性研究 [J]. 材料工程, 2011, 3: 11)
[24] Huang F, Yang J L, Guo Z H et al. Effect of partitioning treatment on the mechanical property of Fe-0.19C-1.47Mn-1.50Si steel with refined martensitic microstructure [J]. Metall. Mater. Trans., 2016, 47A, 1072
[25] Yao Y Q. The research on friction and wear properties of low-carbon low-alloy steels [D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2013
(姚寅群. 低碳低合金钢摩擦磨损性能研究 [D]. 南京：南京理工大学, 2013)
[26] Wang Y, Lei T Q, Liu J J. Tribo-metallographic behavior of high carbon steels in dry sliding II. Microstructure and wear [J]. Wear, 1999, 231: 12
[27] Sun J S. Wear of Metals [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1992: 182
(孙家枢. 金属的磨损 [M]. 北京：冶金工业出版社. 1992: 182)
[28] Xu Y L, Qiu H Q, Pang Z G, et al. Wear resistance at high temperature of H13 steel after RE-N-C-S-V-Nb multi-element penetrating [J]. Surf. Technol., 2015, 44: 60
(徐永礼，覃海泉，庞祖高等. RE-N-C-S-V-Nb 多元共渗 H13 钢的高温耐磨性 [J]. 表面技术, 2015, 44: 60)
[29] Wang M S, Zhu Y F. The plastic induced martensite transformation of a medium manganese austenite steel [J]. Phys. Tests.

Chem. Analy. A: Phys. Test., 1991, 1:23
(王明胜, 朱延福. 奥氏体中锰钢的形变诱发马氏体 [J]. 理化检验:物理分册, 1991, 1: 23)
[30] Gao C Q. The Friction Wear and Heat Treatment of Metals [M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1988: 93
(高彩桥. 金属的摩擦磨损与热处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1988: 93)